

明 細 書

溶接性と延性に優れた高降伏比高強度薄鋼板及び高降伏比高強度溶融亜鉛めっき薄鋼板、並びに、高降伏比高強度合金化溶融亜鉛めっき薄鋼板とその製造方法

〔技術分野〕

本発明は、自動車、建材、家電などに適する、高降伏比でかつ溶接性と延性に優れた高強度薄鋼板と該薄鋼板に溶融亜鉛めっき処理を施した高強度溶融亜鉛めっき薄鋼板、更に、合金化処理を施した合金化溶融亜鉛めっき薄鋼板とその製造方法に関するものである。

〔背景技術〕

近年、特に自動車車体において燃費向上や耐久性向上を目的とした加工性の良い高強度鋼板の需要が高まっている。加えて、衝突安全性やキャビンスペースの拡大のニーズから引張強さにして780 MPa級クラス以上の鋼板が、車体骨格用部材やレインフォースなどの部材に使用されつつある。

車体骨格用の鋼板としてまず重要なのは、スポット溶接性である。車体骨格部材は衝突時に衝撃を吸収することによって、搭乗者を保護する役割を担っている。スポット溶接部の強度が十分でないと衝突時に破断し、十分な衝突エネルギー吸収性能を得ることができない。

溶接性を考慮した高強度鋼板に関する技術は、例えば、特開2003-193194号公報や特開2000-80440号公報に開示されている。また、他に溶接性を検討したものに特開昭57-110650号公報があるが、これはフラッシュバット溶接性だけし

か議論しておらず、本発明で重要なスポット溶接性を向上せしめる技術については何ら開示していない。

次に、降伏強度が高いことが重要である。すなわち、降伏比が高い材料は衝突エネルギー吸収能に優れている。高い降伏比を得るためには組織をベイナイト化することが有用であり、特開 2001-355043 号公報には、ベイナイト組織を主相とする鋼板と製造方法が開示されている。

最後に、鋼板の加工性、すなわち、延性、曲げ性、伸びフランジ性などが重要である。例えば、穴拡張性については、「CAMP-I S I J v o l . 13 (2000) p 395」に、主相をベイナイトとして穴拡張性を向上させ、更に、張り出し成形性についても、第 2 相に残留オーステナイトを生成させることで、現行の残留オーステナイト鋼並の張り出し性を示すことが開示されている。

さらには、Ms 温度以下でオーステンパ処理をすることで体積率 2～3%の残留オーステナイトを生成させると、引張り強度×穴拡張率が最大となることも開示されている。

また、高強度材の高延性化を図るために、複合組織を積極的に活用することが一般的である。

しかし、第 2 相としてマルテンサイトや残留オーステナイトを活用した場合に、穴拡張性が著しく低下してしまうという問題が、例えば、「CAMP-I S I J v o l . 13 (2000) p 391」に開示されている。

そして、上記文献には、主相をフェライト、第 2 相をマルテンサイトとし、両者の硬度差を減少させると、穴拡張率が向上することが開示されている。また、穴拡張性と延性に優れた鋼板の例が、特開 2001-366043 号公報に開示されている。

しかしながら、780MPa 以上の引張り強度を有する鋼板につい

て、高い降伏比と良好な延性とを兼備し、更に、スポット溶接性が良好な鋼板については、十分な検討がなされたとは言い難い。

特に、スポット溶接性に関しては、高強度鋼板となると、むしろ溶接部強度が低下したり、散り発生領域となる溶接電流で溶接を行うと、溶接部強度が著しく低下したり、ばらついたりするという問題があり、高強度鋼板市場拡大の阻害要因となっていた。

〔発明の開示〕

本発明の目的は、780MPa以上の引張最高強度を有し、降伏比が高く、かつ、自動車車体骨格部品に適合し得る延性と溶接性を兼ね備えた薄鋼板を提供することである。

従来は鋼板に要求される数々のニーズに応えるべく、Si、Mn、Ti、Nb、Mo、Bそれぞれの元素において、それら元素がもつ主たる材質への影響だけを、例えば、強度だけについて、あるいは、溶接性だけについて、添加元素それぞれの影響代および元素間相互の影響を考慮したいわゆる「影響代加算」で改善を狙ってきた。

ところが、それぞれの元素は、主たる材質への影響だけでなく、副次的な材質への影響、例えば、Moならば、「溶接性を改善する（主たる材質への影響）とともに、強度も向上させる一方、延性を低下させる（副次的な材質への影響）」との作用を持っているため、多様化するニーズ全てを満足させるべくそれら元素を多数添加された鋼板は、主たる材質への影響による改善が見られるものの、予想されるほどの改善量ではなかったり、副次的な材質への影響の累積により予想外の性能不足がみられたりと、ニーズ全てを満足させることは困難であった。

これを改善するために、それぞれの元素のついて、添加量の上下

限を設定していたが、それでも十分とはいえなかった。

特に、最近の自動車車体骨格部品に必要な高降伏比と延性及び溶接性を一度に満足する成分限定範囲は今までになく、研究開発者にとって解決すべき課題のひとつとなっていた。

そこで、本発明者らは、上記鋼板を提供すべく種々検討を行った結果、S i の成分範囲と特定元素の関係に着目し、S i が通常よりかなり狭い特定の範囲の場合において、T i 、N b 、M o 、B の含有量を特定の範囲とし、特定係数を用いて、それぞれの元素を相互にバランスさせる関係式にて合計添加量を適切な範囲内とすることで、高降伏比と延性を両立させ、溶接性も兼ね備えることができることを見出し、さらに、適切な熱延、焼鈍条件にて製造することで、それらの性能をより向上させることを見出した。

降伏比については、高い方が衝突吸収エネルギーの観点で有利であることは上述のとおりであるが、あまり高すぎるとプレス成形時の形状凍結性が劣悪となるので、降伏比は0.92以上とならないことが重要である。

本発明は、上記知見に基づいて完成されたもので、その要旨とするところは以下の通りである。

(1) 質量%で、

C : 0.030超～0.10%未満、

S i : 0.30～0.80%、

M n : 1.7～3.2%、

P : 0.001～0.02%、

S : 0.0001～0.006%、

A l : 0.060%以下、

N : 0.0001～0.0070%、

を含有し、さらに

Ti : 0.01 ~ 0.055 %、

Nb : 0.012 ~ 0.055 %、

Mo : 0.07 ~ 0.55 %、

B : 0.0005 ~ 0.0040 %、

を含有すると同時に、

$$1.1 \leq 14 \times \text{Ti} (\%) + 20 \times \text{Nb} (\%) + 3 \times \text{Mo} (\%) + 300 \times \text{B} (\%) \leq 3.7$$

を満足し、残部が鉄および不可避免的不純物からなる鋼であり、降伏比が0.64以上0.92未満で、 $\text{TS} \times \text{E}1$ が3320以上かつ $\text{YR} \times \text{TS} \times \text{E}1^{1/2}$ が2320以上、引張最高強度(TS)が780MPa以上であることを特徴とする溶接性と延性に優れた高降伏比高強度薄鋼板。

(2) さらに、質量%で、

Cr : 0.01 ~ 1.5 %

Ni : 0.01 ~ 2.0 %、

Cu : 0.001 ~ 2.0 %、

Co : 0.01 ~ 1 %、

W : 0.01 ~ 0.3 %、

の1種または2種を含有することを特徴とする(1)に記載の溶接性と延性に優れた高降伏比高強度薄鋼板。

(3) 前記降伏比が0.68以上0.92未満であり、鋼板の板厚1/8層における板面と平行な{110}面のX線強度比が1.0以上であることを特徴とする(1)または(2)に記載の溶接性と延性に優れた高降伏比高強度熱延鋼板。

(4) 前記降伏比が0.64以上0.90未満であり、鋼板の板厚1/8層における板面と平行な{110}面のX線強度比が1.0未満であることを特徴とする(1)または(2)に記載の溶接性と

延性に優れた高降伏比高強度冷延鋼板。

(5) (3) に記載の化学成分からなる熱延鋼板に、熔融亜鉛めっき処理したことを特徴とする溶接性と延性に優れた高降伏比高強度熔融亜鉛めっき鋼板。

(6) (3) に記載の化学成分からなる熱延鋼板に、熔融亜鉛めっき処理し、さらに合金化処理したことを特徴とする溶接性と延性に優れた高降伏比高強度合金化熔融亜鉛めっき鋼板。

(7) (4) に記載の化学成分からなる冷延鋼板に、熔融亜鉛めっき処理したことを特徴とする溶接性と延性に優れた高降伏比高強度熔融亜鉛めっき鋼板。

(8) (4) に記載の化学成分からなる冷延鋼板に、熔融亜鉛めっき処理し、さらに合金化処理したことを特徴とする溶接性と延性に優れた高降伏比高強度合金化熔融亜鉛めっき鋼板。

(9) (3) に記載の化学成分からなる鑄造スラブを、直接または一旦冷却した後に 1160°C 以上に加熱し、 A_{r3} 変態温度以上で熱間圧延を完了し、熱間圧延終了から 650°C まで平均冷却速度 $25 \sim 70^{\circ}\text{C/s}$ で冷却し、 700°C 以下の温度で巻取することを特徴とする溶接性と延性に優れた高降伏比高強度熱延鋼板の製造方法。

(10) (5) に記載の化学成分からなる鑄造スラブを、直接または一旦冷却した後に 1160°C 以上に加熱し、 A_{r3} 変態温度以上で熱間圧延を完了し、熱間圧延終了から 650°C まで平均冷却速度 $25 \sim 70^{\circ}\text{C/s}$ で冷却し、 700°C 以下の温度で巻取り、その後、連続熔融亜鉛めっきラインを通板するに際して、最高加熱温度を 500°C 以上 950°C 以下とし、 $(\text{亜鉛めっき浴温度} - 40)^{\circ}\text{C} \sim (\text{亜鉛めっき浴温度} + 50)^{\circ}\text{C}$ に冷却後、亜鉛めっき浴に浸漬し、圧下率 0.1% 以上のスキンプスを行うことを特徴とする溶接性と延性に優れた高降伏比高強度熔融亜鉛めっき熱延鋼板の製造方法。

(11) (6) に記載の化学成分からなる鑄造スラブを、直接または一旦冷却した後に 1160°C 以上に加熱し、 A_{r3} 変態温度以上で熱間圧延を完了し、熱間圧延終了から 650°C まで平均冷却速度 $25 \sim 70^{\circ}\text{C/s}$ で冷却し、 700°C 以下の温度で巻取り、その後、連続溶融亜鉛めっきラインを通板するに際して、最高加熱温度を 500°C 以上 950°C 以下とし、(亜鉛めっき浴温度 -40) $^{\circ}\text{C} \sim$ (亜鉛めっき浴温度 $+50$) $^{\circ}\text{C}$ に冷却後、亜鉛めっき浴に浸漬し、引き続いて 480°C 以上の温度で合金化処理を施し、圧下率 0.1% 以上のスキンプスを行うことを特徴とする溶接性と延性に優れた高降伏比高強度合金化溶融亜鉛めっき熱延鋼板の製造方法。

(12) (4) に記載の化学成分からなる鑄造スラブを、直接または一旦冷却した後に 1160°C 以上に加熱し、 A_{r3} 変態温度以上で熱間圧延を完了し、熱間圧延終了から 650°C まで平均冷却速度 $25 \sim 70^{\circ}\text{C/s}$ で冷却し、 750°C 以下の温度で巻取り、酸洗後、圧下率 $30 \sim 80\%$ の冷延を施し、連続焼鈍ラインを通板するに際して、 700°C までの平均加熱速度を $10 \sim 30^{\circ}\text{C/s}$ とし、最高加熱温度を 750°C 以上 950°C 以下とし、加熱後の冷却過程で $500 \sim 600^{\circ}\text{C}$ の範囲における平均冷却速度を 5°C/s 以上で冷却し、さらに、圧下率 0.1% 以上のスキンプスを施すことを特徴とする溶接性と延性に優れた高降伏比高強度冷延鋼板の製造方法。

(13) (7) に記載の化学成分からなる鑄造スラブを、直接または一旦冷却した後に 1160°C 以上に加熱し、 A_{r3} 変態温度以上で熱間圧延を完了し、熱間圧延終了から 650°C まで平均冷却速度 $25 \sim 70^{\circ}\text{C/s}$ で冷却し、 750°C 以下の温度で巻取り、酸洗後、圧下率 $30 \sim 80\%$ の冷延を施し、連続溶融亜鉛めっきラインを通板するに際して、 700°C までの平均加熱速度を $10 \sim 30^{\circ}\text{C/s}$ とし、最高加熱温度を 750°C 以上 950°C 以下とし、加熱後の冷

却過程で 500～600℃の範囲における平均冷却速度を 5℃/s 以上で冷却し、(亜鉛めっき浴温度－40)℃～(亜鉛めっき浴温度＋50)℃に冷却後、亜鉛めっき浴に浸漬し、圧下率 0.1% 以上のスキンプスを施すことを特徴とする溶接性と延性に優れた高降伏比高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

(14) (8) に記載の化学成分からなる鑄造スラブを、直接または一旦冷却した後に 1160℃以上に加熱し、 A_{r3} 変態温度以上で熱間圧延を完了し、熱間圧延終了から 650℃まで冷却速度 25～70℃/s で冷却し、750℃の温度で巻取り、酸洗後、圧下率 30～80% の冷延を施し、連続溶融亜鉛めっきラインを通板するに際して、700℃までの平均加熱速度を 10～30℃/s とし、最高加熱温度を 750℃以上 950℃以下とし、加熱後の冷却過程で 500～600℃の範囲における平均冷却速度を 5℃/s 以上で冷却し、(亜鉛めっき浴温度－40)℃～(亜鉛めっき浴温度＋50)℃に冷却後、亜鉛めっき浴に浸漬し、引き続いて 480℃以上の温度で合金化処理を施し、圧下率 0.1% 以上のスキンプスを施すことを特徴とする溶接性と延性に優れた高降伏比高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

〔発明を実施するための最良の形態〕

以下、本発明を詳細に説明する。

先ず、本発明における鑄造スラブの化学成分の限定理由について述べる。なお、%は質量%を意味する。

C: 0.030% 超～0.10% 未満

C は高強度化に有効な元素であるので、0.030% 超の添加が必要である。一方、0.10% 以上となると、溶接性が劣化し、自動車車体骨格用部品などに適用した場合に、接合部強度や疲労強度

の観点で問題を生ずる場合がある。

また、0.10%以上となると、穴抜け性が劣化するので、0.10%を上限とする。0.035～0.09%がより好ましい範囲である。

Si : 0.30～0.80%

Siは、本発明において重要である。即ち、Siは0.30～0.80%でなくてはならない。Siは延性を向上する元素として広く知られている。一方、Siの降伏比への影響や溶接性に関する知見は少なく、上記Siの量の範囲は、本発明者らが鋭意検討を進めた結果として得られた範囲である。

Si量をこの範囲とすることによる効果、すなわち、所定の降伏比、延性および溶接性を兼備するという今までにない鋼板は、後述する所定のMn量とTi、Nb、Mo、B各量との共存によって初めて実現するものである。

特に、溶接性は、Siを添加すると劣化することが常識であるが、Siをこのように上述の5種類の元素と共存させることで、むしろ、TSSやCTSが向上し、特に、散り発生領域でも良好な特性を維持できることを発見した。

本発明においては、良好な延性および降伏比を確保するため、0.30%以上のSiを添加する。また、Siは、比較的粗大な炭化物の生成を抑制して、穴抜け性を向上させる。

Siの過剰添加は、めっき性を劣悪にするほか、溶接性や延性、降伏比にも悪影響を及ぼすので、0.80%を上限とする。0.65%がより好ましい上限である。

Mn : 1.7～3.2%

Mnは、フェライト変態を抑制して、主相をベイナイト又はベイニティックフェライトとすることで、均一組織を形成する働きをな

す他、強度低下と穴拡張性劣化の1つの原因である炭化物析出や、パーライト生成を抑制する働きをなす。また、Mnは、降伏比を高めるのにも有効である。

したがって、1.7%以上を添加する。1.7%未満では、Si、Mo、Ti、Nb、Bとの複合添加によって、低Cでありながら高い降伏比と良好な延性とを両立させることができない。

しかし、過剰な添加は、溶接性を劣化させる他、多量のマルテンサイト生成を促進したり、偏析などによって延性や穴拡張性の著しい低下を招くので、3.2%を上限とする。1.8~2.6%がより好ましい範囲である。

P : 0.001~0.02%

Pは、強化元素であるが、過剰な添加は、穴広げ性や曲げ性、更には、溶接部の接合強度や疲労強度を劣化させるので、上限を0.02%とする。一方、極低P化は経済的にも不利であるので、0.001%を下限とする。0.003~0.014%の範囲がより好ましい範囲である。

S : 0.0001~0.006%

極低S化は経済的に不利であるので、0.0001%を下限とする。一方、0.006%を超える添加は、鋼板の穴拡張性や曲げ性、更には、溶接部の接合強度や疲労強度に悪影響を及ぼすので、0.006%を上限とする。より好ましくは、0.003%を上限とする。

Al : 0.060%以下

Alは脱酸元素として有効であるが、過剰に添加すると粗大なAl系の介在物、例えば、アルミナのクラスターを形成し、曲げ性や穴拡張性を劣化させる。このため、0.060%を上限とした。

下限は特に限定しないが、脱酸をAlによって行い、更に残存す

る A l 量を 0.003% 以下とするのは困難であるので、0.003% が実質的な下限である。脱酸を A l 以外の元素で行ったり、A l 以外の元素を併用したりする場合には、この限りではない。

N : 0.0001 ~ 0.0070 %

N は、高強度化や B H 性（焼付き硬化性）を付与したりするのに役立つが、添加しすぎると、粗大な化合物を形成し、曲げ性や穴抜き性を劣化させるので、0.0070% を上限とする。

一方、0.0001% 未満とすることは技術的に極めて困難なので、0.0001% を下限とする。0.0010 ~ 0.0040% がより好ましい範囲である。

T i : 0.01 ~ 0.055 %

N b : 0.012 ~ 0.055 %

M o : 0.07 ~ 0.55 %

B : 0.0005 ~ 0.0040 %

これらの元素は、本発明において極めて重要である。即ち、これら 4 種類の元素を S i、M n と同時に添加することによって、高降伏比が得られ、かつ、車体骨格部品に成形加工するのに必要な延性を初めて確保できる。

更に、S i や M n の添加は溶接性を劣化させることが知られているが、これら 4 種類の元素を所定の量、同時に添加することで、良好な溶接性を確保できる。

上記複合添加によって、上記効果が発現することは、本発明者らが、溶接性と延性、更には、高降伏比とを兼備した鋼を創出すると課題のもとに鋭意検討した結果、初めて見出した知見である。

各元素の量は、このような観点から決定されたものであり、この範囲から外れては十分な効果を得ることができない。より好ましい範囲は、T i : 0.018 ~ 0.030% 未満、N b : 0.017

～0.036%、Mo：0.08～0.30%未満、B：0.0011～0.0033%である。

また、Ti、Nb、Mo、Bの含有量が、Siの特定範囲の中で、次の関係式、 $1.1 \leq 14 \times Ti (\%) + 20 \times Nb (\%) + 3 \times Mo (\%) + 300 \times B (\%) \leq 3.7$ を満たすことで、より好ましくは、 $1.5 \leq 14 \times Ti (\%) + 20 \times Nb (\%) + 3 \times Mo (\%) + 300 \times B (\%) \leq 2.8$ を満たすことで、高降伏比と延性、溶接性をバランスよく確保することができる。

Siの特定範囲の中で上記関係式を満足することで、高降伏比と延性、溶接性がバランスよく確保できる理由については明確ではないが、フェライトの強度とベイナイトの硬さのバランスが適切となり、高降伏比と良延性という相反する特性が両立すると考えられる。

また、溶接部についても、ナゲット及びHAZ部（溶接熱影響部）の硬度分布をなだらかにしていると推測される。上記式の範囲を、1.1～3.7とした。1.1未満では、高降伏比を得ることが困難となり、溶接強度も低下する。

また、3.7超では、延性が劣化するので、3.7を上限とする。より好ましい範囲は、 $1.5 \leq 14 \times Ti (\%) + 20 \times Nb (\%) + 3 \times Mo (\%) + 300 \times B (\%) \leq 2.8$ である。

本発明で得られる鋼板の降伏比は、熱延鋼板で0.68以上0.92未満、また、冷延鋼板で0.64以上0.90未満である。熱延鋼板の場合0.68未満では、また、冷延鋼板の場合0.64未満では、十分な衝突安全性を確保できない場合がある。

一方、熱延鋼板の場合0.92以上では、また、冷延鋼板の場合0.90以上では、プレス成形時の形状凍結性が劣悪となるので、上限を熱延鋼板の場合0.92未満とし、冷延鋼板の場合0.90

未満とする。

熱延鋼板の場合、より好ましくは、 $0.72 \sim 0.90$ 、更に好ましくは $0.76 \sim 0.88$ である。また、冷延鋼板の場合、より好ましくは $0.68 \sim 0.88$ 、更に好ましくは、 $0.74 \sim 0.86$ である。なお、降伏比は、圧延方向と垂直方向を引張方向とする J I S 5 号引張試験片により評価する。

本発明の熱延鋼板において、板厚 $1/8$ 層における板面と平行な $\{110\}$ 面の X 線強度比は 1.0 以上である。これによって、圧延方向に対して 45° 方向の絞り性が向上する場合がある。また、本発明の熱延鋼板において、上記 X 線強度比を 1.0 未満とするには潤滑圧延等を施す必要があり、コスト高となる。上記 X 線強度比は、好ましくは、 1.3 以上である。

本発明の冷延鋼板において、板厚 $1/8$ 層における板面と平行な $\{110\}$ 面の X 線強度比は 1.0 未満である。この X 線強度比が 1.0 以上では、成形性が劣化する場合がある。また、本発明の冷延鋼板においては、上記 X 線強度比を 1.0 以上とするには特殊な圧延や焼鈍を施す必要があり、コスト高となる。上記 X 線強度比は、好ましくは、 0.8 未満である。

なお、X 線による面強度比の測定は、例えば、新版カリティ X 線回折要論（1986 年発行、松村源太郎訳、株式会社アグネ）290 - 292 頁に記載の方法に従って行えばよい。

面強度比とは、本発明の鋼板の $\{110\}$ 面 X 線強度を標準サンプル（ランダム方位サンプル）の $\{110\}$ 面 X 線強度によって規格化した値を言う。

板厚 $1/8$ 層とは、全板厚を 1 としたとき、板厚表面側から中心側に向かって $1/8$ 厚入った面をさす。試料調整に際して $1/8$ 層を正確に削りだすことは困難なので、板厚の $3/32$ 層 $\sim 5/32$

層の範囲を1／8層と定義する。

試料作製の際は、機械研磨によって粗仕上げを行い、＃800～1200程度の研磨紙で仕上げ、最終的に化学研磨で20ミクロン厚以上除去する。

本発明で得られる鋼板のスポット溶接性は、散り発生領域となる溶接電流であっても、散り発生直前の溶接電流で溶接した際の十字型引張試験による引張荷重（CTS）に比較して、CTSの劣化代が小さいことに特徴がある。

即ち、通常の鋼板では散り発生を伴う溶接を行うと、CTSが大きく低下したりCTSのばらつきが大きくなるのに対して、本発明の鋼板ではCTSの低下率やばらつきが小さい。

散り発生領域での溶接電流値としては、散り発生直前の電流値（CEとする）に1.5kAを加えた電流値とする。溶接電流をCEとする溶接を10回行ったときのCTSの最低値を1としたとき、溶接電流を（CE＋1.5）kAとする試験を10回行ったときのCTSの最低値を0.7以上とする。

上記最低値は、好ましくは0.8以上、さらに好ましくは0.9以上である。なお、CTSはJIS Z 3137の方法に準拠して評価する。

次に、上記（2）の発明で規定する要件について述べる。

Cr：0.01～1.5%

Crは、高強度化に有効であるほか、炭化物生成の抑制とベイナイトおよびベイニティックフェライト生成を通じて曲げ性や穴抜け性を向上する。また、Crは、高強度化に対する効果の割には溶接性の劣化が小さい元素でもあるので、必要に応じて添加する。

0.01%未満の添加では顕著な効果が得られないので、0.01%を下限とし、一方、1.5%を超える量の添加では、加工性や

めっき性に悪影響を及ぼすので、1.5%を上限とする。好ましくは、0.2～0.8%である。

Ni : 0.01～2.0%

Cu : 0.001～2.0%

本発明の鋼板は、強度－穴抜け性バランスに悪影響を与えずに、めっき性を向上させることを目的として、Cu及び／またはNiを含有してもよい。Niは、めっき性向上以外には、焼き入れ性向上の目的もあり、0.01%以上添加する。

一方、2.0%を超える量の添加では、合金コストの増加、加工性、特にマルテンサイト生成に伴う硬度上昇に寄与して悪影響を及ぼすので、2.0%を上限とする。

Cuは、めっき性向上以外には、強度の向上の目的もあり、0.001%以上添加する。一方、2.0%を超える量の添加では、加工性やリサイクル性に悪影響を及ぼすので、2.0%を上限とする。

本発明の鋼板の場合、Siを含有しているので、Niを0.2%以上、及び／または、Cuを0.1%以上とすることが、めっき性と合金化反応性の観点から望ましい。

Co : 0.01～1%

W : 0.01～0.3%

本発明の鋼板は、更に、Co、Wの1種または2種を含有してもよい。

Coは、ベイナイト変態制御による強度－穴抜け性（及び曲げ性）のバランスを良好に維持するため、0.01%以上の添加する。しかし、Coは高価な元素であり、多量添加は経済性を損なうので、1%以下の添加が望ましい。

Wは、0.01%以上で強化効果が現れるので、下限を0.01

%とする。一方、0.3%を超える添加は、加工性に悪影響を及ぼすので、0.3%を上限とする。

更に、本発明の鋼板は、強度と穴抜け性とのバランスの更なる向上を目的として、強炭化物形成元素であるZr、Hf、Ta、Vの1種又は2種以上を合計で0.001%以上含有してもよい。一方、上記元素の多量添加は、延性や熱間加工性の劣化を招くので、1種又は2種以上の合計添加量の上限を1%とする。

また、Ca、Mg、La、Y、Ceは、適量添加により介在物制御、特に微細分散化に寄与するので、これら元素の1種又は2種以上を、合計添加量で0.0001%以上添加する。一方、これら元素の過剰添加は、铸造性や熱間加工性などの製造性、及び、鋼板製品の延性を低下させるので、0.5%を上限とする。

La、Y、Ce以外のREMも適量添加により介在物制御、特に、微細分散化に寄与するので、必要に応じて0.0001%以上添加する。一方、上記REMの過剰添加は、コストアップを伴う他、铸造性や熱間加工性などの製造性、及び、鋼板製品の延性を低下させるので、0.5%を上限とする。

不可避的不純物として、例えば、SnやSbなどがあるが、これら元素を合計で0.2%以下含有しても、本発明の効果を損なわない。

Oは特に限定しないが、適量を含有すると、曲げ性や穴抜け性を改善する効果がある。一方、多すぎると、逆に、これらの特性を劣化させるので、O量は0.0005~0.004%が好ましい。

鋼板のミクロ組織は特に限定するものではないが、高い降伏比と良好な延性を得るには、主相としてベイナイトまたはベイニティックフェライトが適しており、面積率で30%以上とする。

ここで言うベイナイトは、ラス境界に炭化物が生成している上部

ベイナイト、及び、ラス内に微細炭化物が生成している下部ベイナイトの双方を含む。

また、ベイニティックフェライトは、炭化物のないベイナイトを意味し、例えば、アシキュラーフェライトが、その1例である。

穴抜け性や曲げ性の向上には、炭化物が微細分散している下部ベイナイト、又は、炭化物のないベイニティックフェライトやフェライトが主相で、面積率が85%を超えることが望ましい。

一般に、フェライトは軟質であり、鋼板の降伏比を低下させるが、未再結晶フェライトのように転位密度の高いフェライトは、この限りではない。

なお、上記ミクロ組織の各相、フェライト、ベイニティックフェライト、ベイナイト、オーステナイト、マルテンサイト、界面酸化相、及び、残部組織の同定、存在位置の観察及び面積率の測定は、ナイトール試薬、及び、特開昭59-219473号公報に開示された試薬により、鋼板圧延方向断面又は圧延直角方向断面を腐食して、500倍～1000倍の光学顕微鏡で観察すること、及び／又は、1000～100000倍の電子顕微鏡（走査型および透過型）で観察することにより可能である。

各20視野以上の観察を行い、ポイントカウント法や画像解析により、各組織の面積率を求めることができる。

$TS \times E1$ は、780 MPa 以上の引張強度をもつ高強度鋼板を前提として、優れた延性を発揮するために、 $TS \times E1 \geq 3320$ が望ましい。3320 未満では、延性が確保できない場合が多く、強度と延性のバランスを欠く。

また、 $YR \times TS \times E1^{1/2}$ は、780 MPa 以上の引張強度をもつ高強度鋼板を前提として、高降伏比および優れた延性を発揮するために、 $YR \times TS \times E1^{1/2} \geq 2320$ 以上が望ましい。23

20未満では降伏比または延性が確保できない場合が多く、バランスを欠く。

次に、上記(9)、(10)、及び、(11)の発明、即ち、溶接性と延性に優れた高降伏比高強度熱延鋼板、高降伏比高強度溶融亜鉛めっき熱延鋼板、高降伏比高強度合金化溶融亜鉛めっき熱延鋼板の製造方法について、以下に述べる。

鋼成分の調整は、通常の高炉－転炉法その他、電気炉等で行ってもよい。

鑄造法も特に限定するものではなく、通常連続鑄造法やインゴット法、薄スラブ鑄造を用いて鑄造スラブを製造すればよい。

鑄造スラブを一旦冷却し、再加熱してから熱間圧延を施してもよいし、冷却せずに直接熱間圧延を行ってもよい。

一旦、1160℃未満となった場合には、1160℃以上に加熱する。加熱温度が1160℃未満では、偏析などの影響で製品の曲げ性や穴抜け性が劣化するので、1160℃を下限とする。好ましくは1200℃以上、より好ましくは1230℃以上である。

熱延の最終仕上げ温度は、 A_{r3} 変態温度以上とする。この温度が A_{r3} 変態温度未満となると、熱延板中に圧延方向に展伸したフェライト粒が生成し、延性や曲げ性が劣化する。

熱間圧延終了から650℃まで、平均冷却速度25～70℃/sで冷却する。25℃/s未満では、高降伏比を得ることが困難となり、逆に70℃/s超では、延性が劣化する場合がある。35～50℃/sがより好ましい範囲である。

熱延後は700℃以下で巻取る。この巻取り温度が700℃超となると、熱延組織中にフェライトやパーライトが多量に生成して、高い降伏比を得ることができない。巻取り温度は、650℃以下が好ましく、更には600℃がより好ましい。

巻取り温度の下限は特に定めないが、室温以下とするのは困難であるので、室温を下限とする。延性確保を考慮すれば、400℃以上がより好ましい。

なお、粗圧延バー同士を接合して連続的に仕上げ熱延を行ってもよい。この際、粗圧延バーを一旦巻き取ってもよい。

このようにして製造した熱延鋼板を酸洗した後、該鋼板に必要な応じてスキンプスを施してもよい。形状矯正、耐常温時効性の改善、強度調整等のため圧下率4.0%まで行ってもよい。

圧下率が4.0%を超えると、延性が著しく劣化するので、4.0%を上限とする。一方、圧下率が0.1%未満では、効果が小さく、制御も困難なので、0.1%が下限である。

スキンプスはインラインで行ってもよいし、オフラインで行ってもよい。また、一度に目的の圧下率のスキンプスを行ってもよいし、数回に分けて行ってもよい。

このようにして製造した熱延鋼板を連続溶融亜鉛めっきラインに通板して溶融亜鉛めっき処理を施す際、最高加熱温度を500℃以上950℃以下とする。500℃未満では、めっき浴に鋼板が装入される際に鋼板温度が400℃となってしまう、その結果、めっき浴温度が低下し、生産性が低下する。

一方、950℃超では、板破断や表面性状の劣化を誘発するので、950℃を上限とする。600℃以上900℃未満がより好ましい範囲である。

いわゆる無酸化炉（NOF）－還元炉（RF）からなる溶融亜鉛めっきラインの場合には、無酸化炉での空気比を0.9～1.2とすることにより、鉄の酸化を促し、続く還元処理によって表面の鉄酸化物を金属鉄として、めっき性や合金化反応性を向上することができる。

また、NOFのないタイプの熔融亜鉛めっきラインでは、露点を -20°C 以上とすることが、めっき性や合金化反応性に有利に働く。

めっき浴浸漬前の板温は、めっき浴温度を一定に保ち生産効率を確保する観点で重要である。(亜鉛めっき浴温度 -40°C) \sim (亜鉛めっき浴温度 $+50^{\circ}\text{C}$)の範囲が好ましく、(亜鉛めっき浴温度 -10°C) \sim (亜鉛めっき浴温度 $+30^{\circ}\text{C}$)がより好ましい範囲である。この温度が(亜鉛めっき浴温度 -40°C)を下回ると、降伏比が0.68を下回る場合もある。

その後合金化処理を行う場合は、 480°C 以上の温度に加熱し亜鉛めっき層を鉄と反応させ、Zn-Fe合金層とする。この温度が 480°C 未満では、合金化反応が十分に進行しないので、 480°C を下限とする。

上限は特に設けないが、 600°C 以上では合金化が進みすぎて、めっき層が剥離しやすくなるので、 600°C 未満とすることが好ましい。

熔融亜鉛めっき処理後、又は、合金化処理後に、形状矯正、耐常温時効性の改善、強度調整等のため、0.1%以上の圧下率のスキンプスを施す。0.1%未満では十分な効果が得られない。圧下率の上限は特に設けないが、必要に応じて圧下率5%までのスキンプスを行う。スキンプスはインライン、オフラインのいずれで行ってもよく、また複数回に分けて実施してもよい。

本発明の熱延鋼板は、溶接性にも優れていて、上述の通り、スポット溶接に対して特に優れた特性を示す他、通常行われる溶接方法、例えば、アーク、TIG、MIG、マッシュおよびレーザー等の溶接方法にも適合する。

本発明の熱延鋼板はホットプレスにも適合する。即ち、本鋼板を

900℃以上の温度に加熱後、プレス成形して焼き入れることによって降伏比の高い成形品を得ることができる。そして、この成形品は、その後の溶接性にも優れている。また、本発明の熱延鋼板は耐水素脆性にも優れている。

次に、上記(12)、(13)、及び、(14)の発明、即ち、溶接性と延性に優れた高降伏比高強度冷延鋼板、高降伏比高強度溶融亜鉛めっき鋼板、高降伏比高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法について、以下に述べる。

鋼成分の調整は、通常の高炉－転炉法その他、電気炉等で行ってもよい。

鑄造法も特に限定するものではなく、通常連続鑄造法やインゴット法、薄スラブ鑄造を用いて鑄造スラブを製造すればよい。

鑄造スラブを一旦冷却し、再加熱してから熱間圧延を施してもよいし、冷却せずに直接熱間圧延を行ってもよい。一旦、1160℃未満となった場合には、1160℃以上に加熱する。

加熱温度が1160℃未満では、偏析などの影響で製品の曲げ性や穴抜き性が劣化するので、1160℃を下限とする。好ましくは1200℃以上、より好ましくは1230℃以上である。

熱延の最終仕上げ温度は、 A_{r3} 変態温度以上とする。この温度が A_{r3} 変態温度未満となると、熱延板中に圧延方向に展伸したフェライト粒が生成し、延性や曲げ性が劣化する。

熱間圧延終了から650℃まで、平均冷却速度25～70℃/sで冷却する。25℃/s未満では、高降伏比を得ることが困難となり、逆に70℃/s超では、冷延性や板形状が悪化したり、延性が劣化する場合がある。35～50℃/sがより好ましい範囲である。

熱延後は750℃以下で巻取る。この温度が750℃超となると、熱延組織中にフェライトやパーライトが多量に生成して、最終製

品の組織が不均一となり、曲げ性や穴抜け性が低下する。巻取り温度は650℃以下で巻取ることが好ましく、600℃以下であれば、より好ましい。

巻取り温度の下限は特に定めないが、室温以下とするのは困難であるので、室温を下限とする。延性確保を考慮すれば400℃以上がより好ましい。

なお、粗圧延バー同士を接合して連続的に仕上げ熱延を行ってもよい。この際、粗圧延バーを一旦巻き取ってもよい。

このようにして製造した熱延鋼板を酸洗した後、該鋼板に、必要に応じてスキンプスを施してもよい。形状矯正、耐常温時効性の改善、強度調整等のため圧下率4.0%まで行ってもよい。圧下率が4.0%を超えると、延性が著しく劣化するので、4.0%を上限とする。

一方、圧下率が0.1%未満では、効果が小さく、制御も困難なので、0.1%が下限である。

スキンプスはインラインで行ってもよいし、オフラインで行ってもよい。また、一度に目的の圧下率のスキンプスを行ってもよいし、数回に分けて行ってもよい。

酸洗した熱延鋼板を圧下率30～80%で冷間圧延して、連増焼鈍ライン又は連続溶融亜鉛めっきラインに通板する。圧下率が30%未満では、形状を平坦に保つことが困難である。また、圧下率が30%未満では、最終製品の延性が劣悪となるので、圧下率は、30%を下限とする。

一方、圧下率を80%以上とすると、冷延荷重が非常に大きくなるので、生産性を阻害する。40～70%が、好ましい圧下率である。

連続焼鈍ラインを通板するに際して、700℃までの平均加熱速

度を $10 \sim 30^\circ\text{C}/\text{s}$ とする。平均加熱速度が $10^\circ\text{C}/\text{s}$ 未満では、高降伏比を得ることが困難となり、逆に、 $30^\circ\text{C}/\text{s}$ 超では、良好な延性を確保することが困難となる場合がある。この理由は明らかではないが、加熱中の、転位の回復挙動に関係していると思われる。

連続焼鈍ラインを通板する場合の最高加熱温度は、 $750 \sim 950^\circ\text{C}$ である。 750°C 未満では $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態が生じないか、又は、僅かしか生じないので、最終組織を変態組織とすることができず、降伏比が高くならなかつたり、伸びが劣悪になったりする。よって、最高加熱温度は 750°C が下限である。

一方、最高加熱温度が 950°C 超となると、板の形状が劣悪となるなどのトラブルを誘発するので、 950°C を上限とする。

この温度域での熱処理時間は特に限定しないが、鋼板の温度均一化のために、1 秒以上が必要である。しかし、熱処理時間が 10 分超では、粒界酸化相生成が促進されるうえ、コストの上昇を招くので、熱処理時間は 10 分以下が好ましい。

加熱後の冷却過程で、 $500 \sim 600^\circ\text{C}$ の範囲における平均冷却速度を、 $5^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上で冷却する。 $5^\circ\text{C}/\text{s}$ 未満では、パーライトが生成して降伏比を低下させ、曲げ性や伸びフランジ成形性を劣化させる場合がある。

その後、必要に応じて $100 \sim 550^\circ\text{C}$ の範囲で 60 秒以上保持する熱処理を施してもよい。この熱処理によって、伸びや曲げ性が向上する場合がある。熱処理温度が 100°C 未満では効果が小さく、一方、 550°C 以上とするのは困難である。好ましくは、 $200 \sim 450^\circ\text{C}$ である。

熱処理後のスキンプス圧延の圧下率は、 0.1% 以上とする。圧下率は、 0.1% 未満では十分な効果が得られない。圧下率の上限

は特に設けないが、必要に応じて圧下率 5 % までのスキンプスを行う。スキンプスはインライン、オフラインのいずれで行ってもよく、また複数回に分けて実施してもよい。より好ましい圧下率の範囲は 0.3 ~ 2.0 % である。熱処理の後、各種めっきを施してもよい。

冷延後に連続溶融亜鉛めっきラインを通板する場合の 700 °C までの平均加熱速度と最高到達温度も、連続焼鈍ライン通板する場合と同様の理由により、700 °C までの平均加熱速度を 10 ~ 30 °C / s とし、最高加熱温度は、750 ~ 950 °C とする。

いわゆる、無酸化炉 (NOF) - 還元炉 (RF) からなる溶融亜鉛めっきラインの場合には、無酸化炉での空気比を 0.9 ~ 1.2 とすることにより、鉄の酸化を促し、続く還元処理によって表面の鉄酸化物を金属鉄として、めっき性や合金化反応性を向上することができる。

また、NOF のないタイプの溶融亜鉛めっきラインでは、露点を -20 °C 以上とすることが、めっき性や合金化反応性に有利に働く。

加熱後の冷却過程で、500 ~ 600 °C の範囲における冷却速度を、5 °C / s 以上で冷却する。5 °C / s 未満では、パーライトが生成して降伏比を低下させ、曲げ性や伸びフランジ成形性を劣化させる場合がある。

最高加熱温度に到達した後のめっき浴浸漬前の冷却停止温度は、(亜鉛めっき浴温度 - 40) °C ~ (亜鉛めっき浴温度 + 50) °C とする。この温度が (亜鉛めっき浴温度 - 40) °C を下回ると、降伏比が 0.64 を下回る場合があるばかりでなく、めっき浴浸入時の拔熱が大きいことなどによる操業上の問題も生じる。

また、冷却停止温度が (亜鉛めっき浴温度 + 50) °C を超えると

、めっき浴温度上昇に伴う操業上の問題を誘発する。亜鉛めっき浴は、必要に応じて亜鉛以外の元素を含有してもよい。

また、合金化処理を行う場合には、480℃以上で行う。合金化温度が480℃未満であると、合金化の神鋼が遅く、生産性が悪い。合金化処理温度の上限は特に限定しないが、600℃を超えると、パーライト変態が生じて、降伏比が低下したり、曲げ性や穴抜け性が劣化するので、600℃が実質的な上限である。

熔融亜鉛めっき鋼板にスキンプスを施してもよい。スキンプスの圧下率は、0.1%未満では十分な効果が得られない。圧下率の上限は特に設けないが、必要に応じて圧下率5%までのスキンプスを行う。スキンプスはインライン、オフラインのいずれで行ってもよく、また複数回に分けて実施してもよい。より好ましい圧下率の範囲は0.3～2.0%である。

本発明の冷延鋼板は、溶接性にも優れていて、上述の通り、スポット溶接に対して特に優れた特性を示す他、通常行われる溶接方法、例えば、アーク、TIG、MIG、マッシュおよびレーザー等の溶接方法にも適合する。

本発明の冷延鋼板はホットプレスにも適合する。即ち、本鋼板を900℃以上の温度に加熱後、プレス成形して焼き入れることによって降伏比の高い成形品を得ることができる。そして、この成形品は、その後の溶接性にも優れている。また、本発明の冷延鋼板は耐水素脆性にも優れている。

以下、実施例によって本発明を、更に詳細に説明する。

〔実施例〕

実施例1～4は、本発明の熱延鋼板に係る実施例である。

(実施例1)

表 1 に示す化学組成を転炉にて調整しスラブとした。スラブを 1240℃に加熱し、 A_{r3} 変態温度以上である 890℃～910℃で熱延を完了し、厚さ 1.8 mm の鋼帯を 600℃で巻取った。

この鋼板を酸洗した後、該鋼板に表 2 に示す圧下率のスキンパスを施した。この鋼板から、JIS 5 号引張り試験片を採取して、圧延方向に対して直角方向の引張特性を測定した。

スポット溶接は次の条件 (a) ～ (e) で行った。

(a) 電極 (ドーム型) : 先端径 8 mm ϕ

(b) 加圧力 : 5.6 kN

(c) 溶接電流 : 散り発生直前の電流 (CE)、及び、
(CE + 1.5) kA

(d) 溶接時間 : 17 サイクル

(e) 保持時間 : 10 サイクル

溶接後、JIS Z 3137 に準拠して十字型引張試験を行った。

溶接電流を CE とする溶接を 10 回行ったときの CTS の最低値を 1 とし、溶接電流を散り発生領域である (CE + 1.5) kA とする溶接を 10 回行ったときの CTS の最低値が 0.7 未満を ×、0.7 以上 0.8 未満を ○、0.8 以上を ◎ とした。

本発明の鋼板は、溶接性に優れ高降伏比でありながら、延性にも比較的優れている。

表1

	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti	Nb	Mo	B	その他	備考
A-1	0.033	0.59	2.10	0.005	0.0022	0.031	0.0026	0.022	0.019	0.29	0.0030		本発明
A-2	0.034	0.57	2.09	0.004	0.0028	0.030	0.0025	0.003	0.020	0.30	0.0028		比較例
B-1	0.039	0.56	2.10	0.004	0.0024	0.028	0.0029	0.003	0.022	0.14	0.0025		本発明
B-2	0.035	0.55	2.12	0.005	0.0025	0.029	0.0030	0.019	0.020	0.30	—		比較例
C-1	0.052	0.54	2.13	0.006	0.0031	0.028	0.0020	0.019	0.022	0.14	0.0019		本発明
C-2	0.050	0.54	2.08	0.005	0.0020	0.024	0.0025	0.020	—	0.15	0.0020		比較例
D-1	0.044	0.55	2.14	0.004	0.0026	0.025	0.0031	0.022	0.021	0.15	0.0022		本発明
D-2	0.042	0.56	2.16	0.005	0.0025	0.027	0.0022	0.015	0.019	—	0.0033		比較例
E-1	0.050	0.55	2.00	0.003	0.0024	0.030	0.0025	0.025	0.018	0.16	0.0030		本発明
E-2	0.050	0.55	2.01	0.004	0.0024	0.027	0.0023	0.023	0.021	—	—		比較例
E-3	0.049	0.28	1.98	0.004	0.0026	0.030	0.0028	0.024	0.019	0.15	0.0027		比較例
F-1	0.047	0.60	1.84	0.005	0.0019	0.034	0.0026	0.021	0.026	0.25	0.0024	Cr=0.46	本発明
F-2	0.046	0.62	1.66	0.006	0.0030	0.024	0.0028	0.024	0.024	0.30	0.0030	Cr=0.67	比較例
G-1	0.062	0.84	2.09	0.011	0.0016	0.029	0.0028	0.020	0.042	0.14	—		比較例
G-2	0.111	0.01	1.74	0.008	0.0026	0.030	0.0025	0.011	0.042	—	—		比較例
H-1	0.070	0.55	2.41	0.008	0.0023	0.022	0.0024	0.020	0.052	0.09	0.0011		本発明
H-2	0.075	1.33	2.25	0.008	0.0024	0.020	0.0029	0.020	0.020	0.08	0.0009		比較例
I-1	0.060	0.60	2.10	0.007	0.0020	0.034	0.0026	0.020	0.020	0.30	0.0030		本発明
I-2	0.061	0.58	2.08	0.006	0.0024	0.030	0.0034	—	—	0.35	0.0033		比較例
J-1	0.050	0.59	2.49	0.007	0.0021	0.030	0.0030	0.020	0.050	0.15	0.0031		本発明
J-2	0.123	0.52	2.51	0.007	0.0022	0.021	0.0027	—	—	—	—		比較例
K-1	0.085	0.60	2.52	0.004	0.0032	0.029	0.0023	0.019	0.021	0.15	0.0025		本発明
K-2	0.090	0.01	2.60	0.004	0.0029	0.028	0.0026	0.041	0.016	0.15	0.0023		比較例
L-1	0.081	0.61	2.49	0.011	0.0027	0.029	0.0027	0.020	0.022	0.14	0.0025	Cr=0.40	本発明
L-2	0.082	0.60	2.50	0.008	0.0031	0.027	0.0028	0.022	0.020	0.15	—	Cr=0.40	比較例
M-1	0.074	0.55	2.65	0.003	0.0020	0.024	0.0021	0.023	0.040	0.30	0.0032	Sn=0.03	本発明
M-2	0.076	0.55	2.66	0.005	0.0019	0.025	0.0028	0.020	0.068	0.29	0.0026		比較例
N-1	0.089	0.60	2.44	0.004	0.0021	0.027	0.0026	0.018	0.022	0.15	0.0019		本発明
N-2	0.091	0.60	2.45	0.004	0.0018	0.030	0.0022	0.122	0.021	0.16	0.0022	Cu=0.11	比較例
O-1	0.079	0.58	2.51	0.004	0.0026	0.033	0.0028	0.015	0.016	0.15	0.0016	V=0.07	本発明
O-2	0.150	0.51	2.62	0.006	0.0022	0.026	0.0033	—	—	—	—	V=0.044	比較例
P-1	0.096	0.58	3.03	0.008	0.0016	0.007	0.0030	0.029	0.020	0.40	0.0029		本発明
P-2	0.153	0.72	2.98	0.007	0.0026	0.011	0.0025	0.016	—	0.09	—	Ca=0.0022	比較例

表2

	スキンパス圧下率%	TS, MPa	YS, MPa	EI %	YR	TS*EI ^{1/2}	YR*TS*EI ^{1/2}	[110] *	スポット溶接性	備考
A-1	0.5	855	712	17	0.83	3525	2936	2.6	◎	本発明
A-2	0.5	822	536	17	0.65	3389	2210	1.5	◎	比較例
B-1	0.5	861	738	16	0.86	3444	2952	2.8	◎	本発明
B-2	0.5	839	555	16	0.66	3356	2220	2.9	○	比較例
C-1	0.5	880	717	15	0.81	3408	2777	2.7	◎	本発明
C-2	0.5	904	582	14	0.64	3382	2178	1.8	○	比較例
D-1	0.5	848	723	17	0.85	3496	2981	2.4	◎	本発明
D-2	0.5	827	519	17	0.63	3410	2140	2.5	○	比較例
E-1	0.5	861	684	16	0.79	3444	2736	2.4	◎	本発明
E-2	0.5	836	487	17	0.58	3447	2008	1.7	×	比較例
E-3	0.5	866	701	11	0.81	2872	2325	2.6	◎	比較例
F-1	0.5	845	702	17	0.83	3484	2894	1.9	◎	本発明
F-2	0.5	853	545	12	0.64	2955	1888	1.9	○	比較例
G-1	0.5	902	494	14	0.55	3375	1848	1.7	×	比較例
G-2	0.5	965	543	9	0.56	2895	1629	1.9	×	比較例
H-1	0.5	1059	846	12	0.80	3668	2931	2.6	◎	本発明
H-2	0.5	1065	663	13	0.62	3840	2390	1.9	×	比較例
I-1	0.5	1033	920	13	0.89	3725	3317	3.0	◎	本発明
I-2	0.5	991	588	12	0.59	3433	2037	2.1	×	比較例
J-1	0.5	1070	865	12	0.81	3707	2996	3.1	◎	本発明
J-2	0.5	1243	945	4	0.76	2486	1890	1.6	×	比較例
K-1	0.3	1167	879	12	0.75	4043	3045	2.9	◎	本発明
K-2	0.3	1211	956	4	0.79	2422	1912	3.0	◎	比較例
L-1	0.3	1110	887	14	0.80	4153	3319	2.6	◎	本発明
L-2	0.3	1105	712	9	0.64	3315	2136	2.6	◎	比較例
M-1	0.3	1238	906	10	0.73	3915	2865	3.6	◎	本発明
M-2	0.3	1252	970	6	0.77	3067	2376	2.5	×	比較例
N-1	0.3	1180	977	12	0.83	4088	3384	2.3	◎	本発明
N-2	0.3	1196	1126	3	0.94	2072	1950	2.1	○	比較例
O-1	0.3	1204	969	11	0.80	3993	3214	2.6	◎	本発明
O-2	0.3	1281	965	8	0.75	3623	2729	1.4	×	比較例
P-1	0.2	1513	1218	7	0.81	4003	3223	2.3	◎	本発明
P-2	0.2	1553	1201	5	0.77	3473	2686	1.4	×	比較例

* [110]とは板厚1/8層における[110]のX線面強度比

(実施例 2)

実施例 1 の熱延鋼板に対し、連続合金化溶融亜鉛めっき設備にて、熱処理と溶融亜鉛めっきを施した。このとき、最高到達温度を 850℃とした。加熱速度 20℃/s で 740℃まで昇温し、次に、昇温速度 2℃/秒で 850℃まで昇温し、その後、0.2℃/秒の冷却速度で 830℃まで冷却し、更に、その後、冷却速度を 2℃/秒とし 460℃まで冷却した。

引き続き、めっき槽（浴組成：0.11% Al-Zn、浴温：460℃）に浸漬し、その後、3℃/s の昇温速度で、表 3 に示す 520℃～550℃の各温度まで加熱し、30 秒保持して合金化処理を施し、その後、冷却した。

めっきの目付け量は、両面とも約 50 g/m²とした。スキンパスの圧下率は、表 3 に示すとおりである。

これらの鋼板から JIS 5 号引張り試験片を採取して、圧延方向に対して直角方向の引張特性を測定した。各鋼板の引張特性、めっき性、合金化反応性、スポット溶接性を表 3 に示す。

スポット溶接性の評価は、実施例 1 と同様に行い、めっき性、合金化反応性は、それぞれ、以下のようにして評価した。

(めっき性)

- ：不めっきなし
- △：不めっき若干あり
- ×：不めっき多い

(合金化反応性)

- ：表面外観に合金化ムラなし
- △：表面外観に合金化ムラ若干あり
- ×：表面外観に合金化ムラ多い

本発明の要件を満たす発明鋼は、比較鋼よりも降伏比と溶接性と

強度とのバランスに優れている。

表3

	合金化処理温度℃	スキンプラス圧下率%	TS, MPa	YS, MPa	EI%	YR	TS*EI ^{1/2}	YR*TS*EI ^{1/2}	[110]*	スポット溶接性	めっき性	合金化反応性	備考
A-1	520	1.0	811	674	18	0.83	3441	2860	2.3	◎	○	○	本発明
A-2	520	1.0	754	506	19	0.67	3287	2206	0.9	○	○	○	比較例
B-1	520	1.0	815	699	17	0.86	3360	2882	2.5	◎	○	○	本発明
B-2	520	1.0	781	512	17	0.66	3220	2111	2.5	○	○	○	比較例
C-1	520	1.0	843	700	17	0.83	3476	2886	2.6	◎	○	○	本発明
C-2	520	1.0	822	529	16	0.64	3288	2116	1.5	◎	○	○	比較例
D-1	520	1.0	819	683	18	0.83	3475	2898	2.4	◎	○	△	本発明
D-2	520	1.0	788	495	18	0.63	3343	2100	1.8	○	○	○	比較例
E-1	520	1.0	820	695	17	0.85	3381	2866	2.5	◎	○	△	本発明
E-2	520	1.0	765	448	19	0.59	3335	1953	1.3	×	○	○	比較例
E-3	520	1.0	856	691	9	0.81	2568	2073	2.6	◎	○	○	本発明
F-1	520	1.0	807	657	18	0.81	3424	2787	1.7	◎	○	○	比較例
F-2	520	1.0	816	511	15	0.63	3160	1979	1.5	×	○	△	比較例
G-1	520	1.0	859	506	15	0.59	3327	1960	1.4	×	○	△	比較例
G-2	520	1.0	802	492	14	0.61	3001	1841	1.8	◎	○	○	本発明
H-1	540	0.7	1014	821	13	0.81	3656	2960	2.3	◎	○	○	比較例
H-2	540	0.7	980	558	14	0.57	3667	2088	1.6	×	○	×	本発明
I-1	540	0.7	993	824	14	0.83	3715	3083	2.9	◎	○	○	比較例
I-2	540	0.7	944	505	14	0.53	3532	1890	1.4	◎	○	○	本発明
J-1	540	0.7	1067	866	12	0.81	3696	3000	2.9	◎	○	○	比較例
J-2	540	0.7	1015	618	13	0.61	3660	2228	1.2	×	○	○	本発明
K-1	550	0.3	1247	943	11	0.76	4136	3128	3.0	◎	○	○	比較例
K-2	550	0.3	1266	956	4	0.76	2532	1912	2.6	◎	○	○	本発明
L-1	550	0.3	1183	895	12	0.76	4098	3100	2.5	◎	○	○	比較例
L-2	550	0.3	1122	714	10	0.64	3548	2258	2.2	◎	○	○	本発明
M-1	550	0.3	1276	971	9	0.76	3828	2913	3.4	◎	○	○	比較例
M-2	550	0.3	1304	1218	3	0.93	2259	2110	2.2	◎	○	○	本発明
N-1	550	0.3	1227	989	12	0.81	4250	3426	2.1	◎	○	○	比較例
N-2	550	0.3	1179	1058	4	0.90	2358	2116	1.9	◎	○	△	本発明
O-1	550	0.3	1234	1000	10	0.81	3902	3162	2.5	◎	○	○	比較例
O-2	550	0.3	941	612	13	0.65	3393	2207	1.1	×	○	○	本発明
P-1	550	0.2	1568	1251	7	0.80	4149	3310	2.3	◎	○	○	比較例
P-2	550	0.2	1480	1157	6	0.78	3625	2834	1.2	×	△	○	本発明

* [110]とは板厚1/8層における[110]のX線面強度比

(実施例 3)

実施例 1 の熱延鋼板のうち B-1、E-2、L-1 の 3 種類に対し、連続合金化溶融亜鉛めっき設備にて、熱処理と溶融亜鉛めっきを施した。このとき、最高到達温度を 700～970℃まで変化させた。

加熱速度 20℃/s で（最高到達温度－100）℃まで昇温し、次に、昇温速度 2℃/秒で最高到達温度まで昇温し、その後、0.2℃/秒の冷却速度で（最高到達温度－20）℃まで冷却し、更に、その後、冷却速度を 2℃/秒とし 460℃まで冷却した。

引き続き、めっき槽（浴組成：0.11%Al-Zn、浴温：460℃）に浸漬し、その後、3℃/s の昇温速度で、表 4 に示した 520℃～550℃の各温度まで加熱し、30 秒保持して合金化処理を施し、その後、冷却した。

めっきの目付け量は両面とも約 50 g/m²とした。スキンプスの圧下率は、表 4 に示すとおりである。

本発明の要件を満たす場合には、比較例に比べて降伏比が高く、溶接性にも優れている。

表4

	最高到達温度,°C	合金化処理温度,°C	スキンス厚率%	TS, MPa	YS, MPa	EI%	YR	TS*EI ^{1/2}	YR*TS*EI ^{1/2}	[110] *	スポット溶接性	備考
B-1	700	520	0.5	784	687	18	0.88	3326	2915	2.4	◎	本発明例
	800	520	0.5	822	716	17	0.87	3389	2952	2.6	◎	本発明例
	840	520	0.5	819	704	17	0.86	3377	2903	2.5	◎	本発明例
	880	520	0.5	795	655	18	0.82	3373	2779	2.4	◎	本発明例
	970	520	0.5	747	495	20	0.66	3341	2214	2.0	◎	比較例
E-2	700	550	0.5	714	447	21	0.63	3272	2048	1.6	×	比較例
	800	550	0.5	746	478	19	0.64	3252	2084	1.5	×	比較例
	840	550	0.5	766	469	18	0.61	3250	1990	1.4	×	比較例
	880	550	0.5	703	423	20	0.60	3144	1892	1.2	×	比較例
	970	550	0.5	668	382	22	0.57	3133	1792	0.9	×	比較例
L-1	700	550	0.3	1054	894	14	0.85	3944	3345	2.4	◎	本発明例
	800	550	0.3	1184	921	13	0.78	4269	3321	2.7	◎	本発明例
	840	550	0.3	1179	902	12	0.77	4084	3125	2.6	◎	本発明例
	880	550	0.3	1196	920	12	0.77	4143	3187	2.5	◎	本発明例
	970	550	0.3	1042	668	13	0.64	3757	2409	2.5	◎	比較例

* [110]とは板厚1/8層における{110}のX線面強度比

(実施例 4)

表 1 における試料 E-1、E-2、I-1、I-2、L-1、L-2 を、実施例 2 と同様にして、めっき槽への浸漬まで行った後、室温まで空冷した。めっきの目付け量は両面とも約 45 g/m^2 とした。スキンプスの圧下率は、表 5 に示したとおりである。

本発明の要件を満たす発明鋼は、比較鋼よりも、降伏比と溶接性と強度とのバランスに優れている。

表5

	スキンパス圧下率, %	TS, MPa	YS, MPa	EI %	YR	TS*EI ^{1/2}	YR*TS*EI ^{1/2}	[110] *	スポット溶接性	めっき性	備考
E-1	1.0	833	708	17	0.85	3435	2919	2.6	◎	○	本発明
E-2	1.0	771	428	18	0.56	3271	1816	1.3	×	○	比較例
I-1	0.7	1015	802	14	0.79	3798	3001	2.8	◎	○	本発明
I-2	0.7	956	486	14	0.51	3577	1818	1.3	×	○	比較例
L-1	0.3	1211	925	12	0.76	4195	3204	2.5	◎	○	本発明
L-2	0.3	1144	715	10	0.63	3618	2261	2.3	×	○	比較例

* [110]とは板厚1/8層における[110]のX線面強度比

実施例 5 ～ 7 は本発明の冷延鋼板である。

(実施例 5)

表 6 に示す化学組成を転炉にて調整しスラブとした。スラブを 1 2 5 0 °C に加熱し、 A_{r3} 変態温度以上である 8 8 0 °C ～ 9 1 0 °C で熱延を完了し、厚さ 3 . 0 m m の鋼板を 5 5 0 °C で巻取った。

この鋼板を酸洗した後、冷延によって板厚を 1 . 4 m m とした。

引き続き、熱処理を表 7 に示す条件で行った。最高到達温度にて 9 0 秒間保持して (最高到達温度 - 1 3 0) °C まで 5 °C / 秒で冷却した。その後、続く付加的な熱処理温度までは、3 0 °C / 秒で冷却し、付加的熱処理を約 2 5 0 秒間行った。スキンプス圧下率は表 7 に示すとおりである。

これらの鋼板から J I S 5 号引張り試験片を採取して、圧延方向に対して直角方向の引張特性を測定した。スポット溶接は次の条件 (a) ～ (e) で行った。

(a) 電極 (ドーム型) : 先端径 6 m m ϕ

(b) 加圧力 : 4 . 3 k N

(c) 溶接電流 : 散り発生直前の電流 (C E) 、及び、
(C E + 1 . 5) k A

(d) 溶接時間 : 1 5 サイクル

(e) 保持時間 : 1 0 サイクル

溶接後、J I S Z 3 1 3 7 に準拠して十字型引張試験を行った。溶接電流を C E とする溶接を 1 0 回行ったときの C T S の最低値を 1 として、溶接電流を散り発生領域である (C E + 1 . 5) k A とする溶接を 1 0 回行ったときの C T S の最低値が 0 . 7 未満を ×、0 . 7 以上 0 . 8 未満を ○、0 . 8 以上を ◎ とした。

本発明の鋼板は溶接性に優れ、高降伏比でありながら、延性にも比較的優れている。

表6

	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti	Nb	Mo	B	その他	備考
A-1	0.033	0.59	2.10	0.005	0.0022	0.031	0.0026	0.022	0.019	0.29	0.0030		本発明
A-2	0.034	0.57	2.09	0.004	0.0028	0.030	0.0025	0.003	0.020	0.30	0.0028		比較例
B-1	0.035	0.54	2.10	0.004	0.0028	0.026	0.0024	0.017	0.030	0.20	0.0020		本発明
B-2	0.035	0.55	2.12	0.005	0.0025	0.029	0.0030	0.019	0.020	0.30	—		比較例
C-1	0.052	0.54	2.13	0.006	0.0031	0.028	0.0020	0.019	0.022	0.14	0.0019		本発明
C-2	0.050	0.54	2.08	0.005	0.0020	0.024	0.0025	0.020	—	0.15	0.0020		比較例
D-1	0.044	0.55	2.14	0.004	0.0026	0.025	0.0031	0.022	0.021	0.15	0.0022		本発明
D-2	0.042	0.56	2.16	0.005	0.0025	0.027	0.0022	0.015	0.019	—	0.0033		比較例
E-1	0.050	0.55	2.00	0.003	0.0024	0.030	0.0025	0.025	0.018	0.16	0.0030		本発明
E-2	0.050	0.55	2.01	0.004	0.0024	0.027	0.0023	0.023	0.021	—	—		比較例
E-3	0.049	0.58	1.98	0.004	0.0026	0.030	0.0028	0.024	0.019	0.15	0.0027		比較例
F-1	0.047	0.60	1.84	0.005	0.0019	0.034	0.0026	0.021	0.026	0.25	0.0024	Cr=0.46	本発明
F-2	0.046	0.62	1.66	0.006	0.0030	0.024	0.0028	0.024	0.024	0.30	0.0030	Cr=0.67	比較例
G-1	0.062	0.84	2.09	0.011	0.0016	0.029	0.0028	0.020	0.042	0.14	—		比較例
G-2	0.111	0.01	1.74	0.008	0.0026	0.030	0.0025	0.011	0.042	—	—		比較例
H-1	0.070	0.55	2.41	0.008	0.0023	0.022	0.0024	0.020	0.052	0.09	0.0011		本発明
H-2	0.075	1.33	2.25	0.008	0.0024	0.020	0.0029	0.020	0.020	0.08	0.0009		比較例
I-1	0.060	0.60	2.10	0.007	0.0020	0.034	0.0026	0.020	0.020	0.30	0.0030		本発明
I-2	0.061	0.58	2.08	0.006	0.0024	0.030	0.0034	—	—	0.35	0.0033		比較例
J-1	0.050	0.59	2.49	0.007	0.0021	0.030	0.0030	0.020	0.050	0.15	0.0031		本発明
J-2	0.123	0.52	2.51	0.007	0.0022	0.021	0.0027	—	—	—	—		比較例
K-1	0.085	0.60	2.52	0.004	0.0032	0.029	0.0023	0.019	0.021	0.15	0.0025		本発明
K-2	0.090	0.01	2.60	0.004	0.0029	0.028	0.0026	0.041	0.016	0.15	0.0023		比較例
L-1	0.081	0.61	2.49	0.011	0.0027	0.029	0.0027	0.020	0.022	0.14	0.0025	Cr=0.40	本発明
L-2	0.082	0.60	2.50	0.008	0.0031	0.027	0.0028	0.022	0.020	0.15	—	Cr=0.40	比較例
M-1	0.074	0.55	2.65	0.003	0.0020	0.024	0.0021	0.023	0.040	0.30	0.0032		本発明
M-2	0.076	0.55	2.66	0.005	0.0019	0.025	0.0028	0.020	0.068	0.29	0.0026	Sn=0.03	比較例
N-1	0.089	0.60	2.44	0.004	0.0021	0.027	0.0026	0.020	0.022	0.15	0.0019		本発明
N-2	0.091	0.60	2.45	0.004	0.0018	0.030	0.0022	0.018	0.021	0.16	0.0022	Cu=0.11	比較例
O-1	0.079	0.58	2.51	0.004	0.0026	0.033	0.0028	0.015	0.016	0.15	0.0016	V=0.07	本発明
O-2	0.150	0.51	2.62	0.006	0.0022	0.026	0.0033	—	—	—	—		比較例
P-1	0.097	0.55	3.05	0.006	0.0023	0.009	0.0029	0.034	0.019	0.40	0.0028	V=0.040	本発明
P-2	0.153	0.72	2.98	0.007	0.0026	0.011	0.0025	0.016	—	0.09	—	Ca=0.0022	比較例

表7

	最高到達温度,°C	付加的熱処理温度,°C	スキンプラス圧下率%	YS,MPa	TS,MPa	El%	TS*EI ^{1/2}	YR	YR*TS*EI ^{1/2}	[110]*	スポット溶接性	備考
A-1	840	400	1.0	697	844	17	3480	0.83	2874	0.4	◎	本発明
A-2	840	400	1.0	522	825	17	3402	0.63	2152	0.4	○	比較例
B-1	840	380	1.0	665	820	17	3381	0.81	2742	0.5	◎	本発明
B-2	840	380	1.0	544	835	17	3443	0.65	2243	0.8	×	比較例
C-1	850	250	1.0	702	879	15	3404	0.80	2719	0.3	◎	本発明
C-2	850	250	1.0	566	894	16	3576	0.63	2264	0.6	○	比較例
D-1	820	400	1.0	683	825	17	3402	0.83	2816	0.4	◎	本発明
D-2	820	400	1.0	502	817	18	3466	0.61	2130	0.4	○	比較例
E-1	850	350	1.0	689	864	15	3346	0.80	2688	0.5	◎	本発明
E-2	850	350	1.0	499	850	17	3505	0.59	2057	1.1	×	比較例
E-3	850	350	1.0	694	878	11	2912	0.79	2302	0.5	◎	比較例
F-1	780	300	1.0	708	845	17	3484	0.84	2919	0.5	◎	本発明
F-2	780	300	1.0	535	847	13	3054	0.63	1929	0.6	○	比較例
G-1	800	400	1.0	479	932	15	3610	0.51	1855	0.6	○	比較例
G-2	800	400	1.0	528	953	14	3566	0.55	1976	1.2	×	比較例
H-1	880	240	0.7	810	1066	11	3536	0.76	2686	0.7	◎	本発明
H-2	880	240	0.7	522	1085	13	3912	0.48	1882	0.8	×	比較例
I-1	840	400	0.7	947	1089	12	3772	0.87	3281	0.3	◎	本発明
I-2	840	400	0.7	604	1051	11	3486	0.57	2003	0.5	○	比較例
J-1	840	250	0.7	846	1058	12	3665	0.80	2931	0.2	◎	本発明
J-2	840	250	0.7	882	1144	5	2558	0.77	1972	0.4	×	比較例
K-1	800	400	0.3	954	1237	11	4103	0.77	3164	0.4	◎	本発明
K-2	800	400	0.3	942	1242	4	2484	0.76	1884	0.6	◎	比較例
L-1	860	400	0.3	954	1244	10	3934	0.77	3017	0.5	◎	本発明
L-2	860	400	0.3	910	1276	4	2552	0.71	1820	0.8	○	比較例
M-1	850	350	0.3	900	1240	10	3921	0.73	2846	0.4	◎	本発明
M-2	850	350	0.3	963	1255	5	2806	0.77	2153	0.5	×	比較例
N-1	840	200	0.3	1005	1264	11	4192	0.80	3333	0.4	◎	本発明
N-2	840	200	0.3	1210	1331	3	2305	0.91	2096	0.4	○	比較例
O-1	880	250	0.3	972	1258	11	4172	0.77	3224	0.3	◎	本発明
O-2	880	250	0.3	931	1270	9	3810	0.73	2793	1.2	×	比較例
P-1	870	160	0.2	1356	1619	6	3966	0.84	3322	0.2	◎	本発明
P-2	870	160	0.2	1206	1538	5	3439	0.78	2697	0.9	×	比較例

* [110]とは板厚1/8倍における[110]のX線面強度比

(実施例 6)

実施例 5 と同じ要領で冷延まで行い、得られた冷延鋼板に対し、連続合金化溶融亜鉛めっき設備にて熱処理と溶融亜鉛めっきを施した。このとき、最高到達温度を種々変化させた。

加熱速度 $20^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ で (最高到達温度 -120°C) まで昇温し、次に、昇温速度 $2^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ で最高到達温度まで昇温し、その後、 $0.2^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ の冷却速度で (最高到達温度 -20°C) まで冷却し、その後、冷却速度を $2^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ として 620°C まで冷却し、更に、その後、冷却速度を $4^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ として 500°C まで冷却し、引き続き、冷却速度を $2^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ として 470°C まで冷却した。

引き続き、めっき槽 (浴組成: $0.11\% \text{Al}-\text{Zn}$ 、浴温: 470°C) に浸漬し、その後、 $3^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ の昇温速度で $520^{\circ}\text{C} \sim 550^{\circ}\text{C}$ まで加熱し、30 秒保持して合金化処理を施した後、冷却した。めっきの目付け量は両面とも約 $60 \text{ g}/\text{m}^2$ とした。スキンプスの圧下率は、表 8 に示したとおりである。

これらの鋼板から J I S 5 号引張り試験片を採取して、圧延方向に対して直角方向の引張特性を測定した。各鋼板の引張特性、めっき性、合金化反応性、スポット溶接性を表 8 に示す。スポット溶接性の評価は実施例 5 と同様に行い、めっき性、合金化反応性は、それぞれ以下のようにして評価した。

(めっき性)

○: 不めっきなし

△: 不めっき若干あり

×: 不めっき多い

(合金化反応性)

○: 表面外観に合金化ムラなし

△: 表面外観に合金化ムラ若干あり

×：表面外観に合金化ムラ多い

本発明の要件を満たす発明鋼は、比較鋼よりも、降伏比と溶接性と強度とのバランスに優れている。

表8

	最高到達温度, °C	合金化処理温度, °C	スキンスパース下率, %	TS, MPa	YS, MPa	El, %	TS*EI ^{1/2}	YR	YR*TS*EI ^{1/2}	(110) *	スポット溶接性	めっき性	合金化反応性	備考
A-1	840	520	1.0	823	640	17	3393	0.78	2639	0.3	◎	○	○	本発明
A-2	840	520	1.0	819	518	18	3475	0.63	2198	0.4	○	○	○	比較例
B-1	870	520	1.0	813	621	18	3449	0.76	2635	0.4	◎	○	○	本発明
B-2	870	520	1.0	816	516	18	3462	0.63	2189	0.6	×	○	△	比較例
C-1	870	520	1.0	848	653	16	3382	0.77	2612	0.5	◎	○	○	本発明
C-2	870	520	1.0	841	521	16	3364	0.62	2084	0.7	◎	○	○	比較例
D-1	820	520	1.0	815	645	18	3458	0.79	2737	0.5	◎	○	○	本発明
D-2	820	520	1.0	796	483	19	3470	0.61	2105	0.6	×	○	○	比較例
E-1	850	520	1.0	834	638	16	3336	0.76	2552	0.5	◎	○	○	本発明
E-2	850	520	1.0	815	479	18	3458	0.59	2032	1.2	×	○	△	比較例
E-3	850	520	1.0	831	635	13	2996	0.76	2290	0.6	◎	○	○	本発明
F-1	790	520	1.0	827	622	18	3509	0.75	2639	0.3	◎	○	○	比較例
F-2	790	520	1.0	820	545	14	3068	0.66	2039	0.5	○	○	○	本発明
G-1	860	520	1.0	868	516	15	3362	0.59	1998	0.4	×	△	○	比較例
G-2	860	520	1.0	852	509	16	3408	0.60	2036	1.1	×	○	○	本発明
H-1	850	540	0.7	1032	670	12	3575	0.65	2321	0.5	◎	○	○	比較例
H-2	850	540	0.7	1017	524	14	3805	0.52	1961	0.6	×	×	×	本発明
I-1	840	540	0.7	999	806	13	3602	0.81	2906	0.3	◎	○	○	比較例
I-2	840	540	0.7	889	539	13	3205	0.61	1943	0.6	◎	○	○	本発明
J-1	840	540	0.7	1028	820	12	3561	0.80	2841	0.2	◎	○	○	比較例
J-2	840	540	0.7	1056	602	14	3951	0.57	2252	0.4	×	○	○	本発明
K-1	800	550	0.3	1215	919	11	4030	0.76	3048	0.3	◎	○	○	比較例
K-2	800	550	0.3	1193	901	7	3156	0.76	2384	0.6	◎	○	○	本発明
L-1	860	550	0.3	1250	963	10	3953	0.77	3045	0.7	◎	○	○	比較例
L-2	860	550	0.3	1185	701	10	3747	0.59	2217	1.0	◎	○	○	本発明
M-1	810	550	0.3	1218	886	11	4040	0.73	2939	0.2	◎	○	○	比較例
M-2	810	550	0.3	1227	954	7	3246	0.78	2524	0.4	×	○	○	本発明
N-1	820	550	0.3	1204	933	13	4341	0.77	3364	0.3	◎	○	○	比較例
N-2	820	550	0.3	1316	1185	4	2632	0.90	2370	0.4	◎	○	○	本発明
O-1	880	550	0.3	1092	816	14	4086	0.75	3053	0.7	◎	○	○	比較例
O-2	880	550	0.3	1170	696	13	4218	0.59	2509	1.2	×	○	○	本発明
P-1	870	550	0.2	1526	1204	7	4037	0.79	3185	0.3	◎	○	○	比較例
P-2	870	550	0.2	1471	901	7	3892	0.61	2384	0.9	×	○	△	本発明

* (110)とは板厚1/8層における(110)のX線面強度比

(実施例 7)

表 6 における試料 E-1、E-2、I-1、I-2、L-1、L-2 を実施例 6 と同様にして、めっき槽への浸漬まで行った後、室温まで空冷した。めっきの目付け量は、両面とも約 45 g/m^2 とした。スキンプスの圧下率は、表 9 に示したとおりである。

本発明の要件を満たす発明鋼は、比較鋼よりも、降伏比と溶接性と強度とのバランスに優れている。

表9

	最高到達温度℃	スキンプラス圧下率%	TS, MPa	YS, MPa	El %	TS*E ^{1/2}	YR	YR*TS*E ^{1/2}	{110} *	スポット溶解性	めっき性	備考
E-1	850	1.0	846	632	16	3384	0.75	2528	0.4	◎	○	本発明
E-2	850	1.0	822	449	18	3487	<u>0.55</u>	1905	<u>1.1</u>	×	○	比較例
I-1	840	0.7	1008	816	13	3634	0.81	2942	0.4	◎	○	本発明
I-2	840	0.7	916	565	13	3303	<u>0.62</u>	2037	0.6	○	○	比較例
L-1	860	0.3	1248	944	10	3947	0.76	2985	0.6	◎	○	本発明
L-2	860	0.3	1190	677	10	3763	<u>0.57</u>	2141	0.9	×	○	比較例

*{110}とは板厚1/8層における[110]のX線面強度比

〔産業上の利用可能性〕

本発明により、引張最高強度（TS）が780MPa以上である溶接性と延性に優れた高降伏比高強度熱延鋼板と冷延鋼板、高降伏比高強度溶融亜鉛めっき鋼板、更には、高降伏比高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板を得ることができる。

したがって、本発明は、鋼板の用途を拡大し、鉄鋼産業及び鉄鋼材利用産業の発展に寄与する。

請 求 の 範 囲

1. 質量%で、

C : 0.030 超 ~ 0.10 % 未満、

Si : 0.30 ~ 0.80 %、

Mn : 1.7 ~ 3.2 %、

P : 0.001 ~ 0.02 %、

S : 0.0001 ~ 0.006 %、

Al : 0.060 % 以下、

N : 0.0001 ~ 0.0070 %、

を含有し、さらに

Ti : 0.01 ~ 0.055 %、

Nb : 0.012 ~ 0.055 %、

Mo : 0.07 ~ 0.55 %、

B : 0.0005 ~ 0.0040 %、

を含有すると同時に、

$$1.1 \leq 14 \times Ti (\%) + 20 \times Nb (\%) + 3 \times Mo (\%) + 300 \times B (\%) \leq 3.7$$

を満足し、残部が鉄および不可避免的不純物からなる鋼であり、降伏比が0.64以上0.92未満で、 $TS \times E1$ が3320以上かつ $YR \times TS \times E1^{1/2}$ が2320以上、引張最高強度(TS)が780MPa以上であることを特徴とする溶接性と延性に優れた高降伏比高強度薄鋼板。

2. さらに、質量%で、

Cr : 0.01 ~ 1.5 %

Ni : 0.01 ~ 2.0 %、

Cu : 0.001 ~ 2.0 %、

C o : 0 . 0 1 ~ 1 %、

W : 0 . 0 1 ~ 0 . 3 %、

の 1 種または 2 種を含有することを特徴とする請求の範囲 1 に記載の溶接性と延性に優れた高降伏比高強度薄鋼板。

3 . 前記降伏比が 0 . 6 8 以上 0 . 9 2 未満であり、鋼板の板厚 1 / 8 層における板面と平行な { 1 1 0 } 面の X 線強度比が 1 . 0 以上であることを特徴とする請求の範囲 1 または 2 に記載の溶接性と延性に優れた高降伏比高強度熱延鋼板。

4 . 前記降伏比が 0 . 6 4 以上 0 . 9 0 未満であり、鋼板の板厚 1 / 8 層における板面と平行な { 1 1 0 } 面の X 線強度比が 1 . 0 未満であることを特徴とする請求の範囲 1 または 2 に記載の溶接性と延性に優れた高降伏比高強度冷延鋼板。

5 . 請求の範囲 3 に記載の化学成分からなる熱延鋼板に、溶融亜鉛めっき処理したことを特徴とする溶接性と延性に優れた高降伏比高強度溶融亜鉛めっき鋼板。

6 . 請求の範囲 3 に記載の化学成分からなる熱延鋼板に、溶融亜鉛めっき処理し、さらに合金化処理したことを特徴とする溶接性と延性に優れた高降伏比高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板。

7 . 請求の範囲 4 に記載の化学成分からなる冷延鋼板に、溶融亜鉛めっき処理したことを特徴とする溶接性と延性に優れた高降伏比高強度溶融亜鉛めっき鋼板。

8 . 請求の範囲 4 に記載の化学成分からなる冷延鋼板に、溶融亜鉛めっき処理し、さらに合金化処理したことを特徴とする溶接性と延性に優れた高降伏比高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板。

9 . 請求の範囲 3 に記載の化学成分からなる鑄造スラブを、直接または一旦冷却した後に 1 1 6 0 °C 以上に加熱し、A_{r3} 変態温度以上で熱間圧延を完了し、熱間圧延終了から 6 5 0 °C まで平均冷却速

度 25 ~ 70 °C/s で冷却し、700 °C 以下の温度で巻取することを特徴とする溶接性と延性に優れた高降伏比高強度熱延鋼板の製造方法。

10. 請求の範囲 5 に記載の化学成分からなる鑄造スラブを、直接または一旦冷却した後に 1160 °C 以上に加熱し、 A_{r3} 変態温度以上で熱間圧延を完了し、熱間圧延終了から 650 °C まで平均冷却速度 25 ~ 70 °C/s で冷却し、700 °C 以下の温度で巻取り、その後、連続溶融亜鉛めっきラインを通板するに際して、最高加熱温度を 500 °C 以上 950 °C 以下とし、(亜鉛めっき浴温度 - 40) °C ~ (亜鉛めっき浴温度 + 50) °C に冷却後、亜鉛めっき浴に浸漬し、圧下率 0.1 % 以上のスキンプスを行うことを特徴とする溶接性と延性に優れた高降伏比高強度溶融亜鉛めっき熱延鋼板の製造方法。

11. 請求の範囲 6 に記載の化学成分からなる鑄造スラブを、直接または一旦冷却した後に 1160 °C 以上に加熱し、 A_{r3} 変態温度以上で熱間圧延を完了し、熱間圧延終了から 650 °C まで平均冷却速度 25 ~ 70 °C/s で冷却し、700 °C 以下の温度で巻取り、その後、連続溶融亜鉛めっきラインを通板するに際して、最高加熱温度を 500 °C 以上 950 °C 以下とし、(亜鉛めっき浴温度 - 40) °C ~ (亜鉛めっき浴温度 + 50) °C に冷却後、亜鉛めっき浴に浸漬し、引き続いて 480 °C 以上の温度で合金化処理を施し、圧下率 0.1 % 以上のスキンプスを行うことを特徴とする溶接性と延性に優れた高降伏比高強度合金化溶融亜鉛めっき熱延鋼板の製造方法。

12. 請求の範囲 4 に記載の化学成分からなる鑄造スラブを、直接または一旦冷却した後に 1160 °C 以上に加熱し、 A_{r3} 変態温度以上で熱間圧延を完了し、熱間圧延終了から 650 °C まで平均冷却速度 25 ~ 70 °C/s で冷却し、750 °C 以下の温度で巻取り、酸

洗後、圧下率 30～80%の冷延を施し、連続焼鈍ラインを通板するに際して、700℃までの平均加熱速度を10～30℃/sとし、最高加熱温度を750℃以上950℃以下とし、加熱後の冷却過程で500～600℃の範囲における平均冷却速度を5℃/s以上で冷却し、さらに、圧下率0.1%以上のスキンプスを施すことを特徴とする溶接性と延性に優れた高降伏比高強度冷延鋼板の製造方法。

13. 請求の範囲7に記載の化学成分からなる鑄造スラブを、直接または一旦冷却した後に1160℃以上に加熱し、 A_{r3} 変態温度以上で熱間圧延を完了し、熱間圧延終了から650℃まで平均冷却速度25～70℃/sで冷却し、750℃以下の温度で巻取り、酸洗後、圧下率30～80%の冷延を施し、連続溶融亜鉛めっきラインを通板するに際して、700℃までの平均加熱速度を10～30℃/sとし、最高加熱温度を750℃以上950℃以下とし、加熱後の冷却過程で500～600℃の範囲における平均冷却速度を5℃/s以上で冷却し、(亜鉛めっき浴温度-40)℃～(亜鉛めっき浴温度+50)℃に冷却後、亜鉛めっき浴に浸漬し、圧下率0.1%以上のスキンプスを施すことを特徴とする溶接性と延性に優れた高降伏比高強度溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

14. 請求の範囲8に記載の化学成分からなる鑄造スラブを、直接または一旦冷却した後に1160℃以上に加熱し、 A_{r3} 変態温度以上で熱間圧延を完了し、熱間圧延終了から650℃まで平均冷却速度25～70℃/sで冷却し、750℃の温度で巻取り、酸洗後、圧下率30～80%の冷延を施し、連続溶融亜鉛めっきラインを通板するに際して、700℃までの平均加熱速度を10～30℃/sとし、最高加熱温度を750℃以上950℃以下とし、加熱後の冷却過程で500～600℃の範囲における平均冷却速度を5℃/

s 以上で冷却し、（亜鉛めっき浴温度－40）℃～（亜鉛めっき浴温度＋50）℃に冷却後、亜鉛めっき浴に浸漬し、引き続いて480℃以上の温度で合金化処理を施し、圧下率0.1%以上のスキンパスを施すことを特徴とする溶接性と延性に優れた高降伏比高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板の製造方法。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2004/014790

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

Int.Cl⁷ C22C38/00, C22C38/14, C22C38/58, C21D9/46

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

Int.Cl⁷ C22C38/00-60, C21D9/46-48

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Jitsuyo Shinan Koho 1922-1996 Toroku Jitsuyo Shinan Koho 1994-2005

Kokai Jitsuyo Shinan Koho 1971-2005 Jitsuyo Shinan Toroku Koho 1996-2005

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

WPI

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X	JP 2002-129279 A (Kawasaki Steel Corp.), 09 May, 2002 (09.05.02), Claims; Par. No. [0046] (Family: none)	1-3, 5, 6, 9-11
X	JP 2001-226741 A (Kawasaki Steel Corp.), 21 August, 2001 (21.08.01), Claims (Family: none)	1, 2, 4, 7, 8, 12-14
A	JP 2001-220647 A (Kawasaki Steel Corp.), 14 August, 2001 (14.08.01), (Family: none)	1-14
A	JP 2000-282175 A (Kawasaki Steel Corp.), 10 October, 2000 (10.10.00), (Family: none)	1-14



Further documents are listed in the continuation of Box C.



See patent family annex.

* Special categories of cited documents:

"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance

"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date

"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)

"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means

"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed

"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention

"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone

"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art

"&" document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search

04 January, 2005 (04.01.05)

Date of mailing of the international search report

08 February, 2005 (08.02.05)

Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2004/014790

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 2000-178681 A (Nippon Steel Corp.), 27 June, 2000 (27.06.00), (Family: none)	1-14

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (IPC))

Int. Cl.⁷ C22C38/00, C22C38/14, C22C38/58, C21D9/46

B. 調査を行った分野

調査を行った最小限資料 (国際特許分類 (IPC))

Int. Cl.⁷ C22C38/00-60, C21D9/46-48

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報 1922-1996年
 日本国公開実用新案公報 1971-2005年
 日本国登録実用新案公報 1994-2005年
 日本国実用新案登録公報 1996-2005年

国際調査で使用した電子データベース (データベースの名称、調査に使用した用語)

WPI

C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求の範囲の番号
X	JP 2002-129279 A (川崎製鉄株式会社) 2002.05.09, 特許請求の範囲, 0046 (ファミリーなし)	1-3, 5, 6, 9-11
X	JP 2001-226741 A (川崎製鉄株式会社) 2001.08.21, 特許請求の範囲 (ファミリーなし)	1, 2, 4, 7, 8, 12-14
A	JP 2001-220647 A (川崎製鉄株式会社) 2001.08.14 (ファミリーなし)	1-14

☒ C欄の続きにも文献が列挙されている。☐ パテントファミリーに関する別紙を参照。

* 引用文献のカテゴリー

「A」 特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの
 「E」 国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの
 「L」 優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献 (理由を付す)
 「O」 口頭による開示、使用、展示等に言及する文献
 「P」 国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願

の日の後に公表された文献

「T」 国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの
 「X」 特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの
 「Y」 特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの
 「&」 同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日

04.01.2005

国際調査報告の発送日

08.2.2005

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁 (ISA/JP)

郵便番号 100-8915

東京都千代田区霞が関三丁目4番3号

特許庁審査官 (権限のある職員)

佐藤 陽一

4K

9731

電話番号 03-3581-1101 内線 3435

C (続き) 関連すると認められる文献		
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求の範囲の番号
A	J P 2000-282175 A (川崎製鉄株式会社) 2000. 10. 10 (ファミリーなし)	1-14
A	J P 2000-178681 A (新日本製鐵株式会社) 2000. 06. 27 (ファミリーなし)	1-14